



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **62040315 A**(43) Date of publication of application: **21.02.87**

(51) Int. Cl.

C21D 8/12
H01F 1/16(21) Application number: **60179855**(22) Date of filing: **15.08.85**(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**(72) Inventor:
KOMATSU HAJIME
YANO MITSURU
SUGA YOZO
KONNO TOYOHICO**(54) MANUFACTURE OF GRAIN-ORIENTED SILICON
STEEL SHEET HAVING HIGH MAGNETIC FLUX
DENSITY**

(57) Abstract:

PURPOSE: To manufacture a material having high magnetic flux density at a low cost without adding any expensive element by depositing (Si, Al)N in a silicon steel sheet before finish annealing and by causing secondary recrystallization by the function of the deposit.

CONSTITUTION: A silicon steel slab contg. 1.5W4.5% Si

is hot rolled, annealed and cold rolled to the final thickness. The resulting steel sheet is subjected to decarburization annealing and after (Si, Al)N is deposited in the steel sheet by nitriding or other treatment, the steel sheet is subjected to finish annealing at a high temp. to cause secondary recrystallization by the function of the deposited (Si, Al)N. By this method, a grain-oriented silicon steel sheet having high magnetic flux density can stably be manufactured.

COPYRIGHT: (C)1987,JPO&Japio

⑫ 特 許 公 報 (B 2)

昭62-45285

⑬ Int. Cl.⁴C 21 D 8/12
H 01 F 1/16

識別記号

庁内整理番号

B-8417-4K
7354-5E

⑭公告 昭和62年(1987)9月25日

発明の数 1 (全8頁)

⑮発明の名称 磁束密度の高い一方向性珪素鋼板の製造方法

⑯特 願 昭60-179855

⑰公 開 昭62-40315

⑱出 願 昭60(1985)8月15日

⑲昭62(1987)2月21日

⑳発 明 者 小 松 肇 川崎市中原区井田1618番地 新日本製鐵株式会社第1技術
研究所内

㉑発 明 者 谷 野 満 川崎市中原区井田1618番地 新日本製鐵株式会社第1技術
研究所内

㉒発 明 者 菅 洋 三 北九州市八幡東区枝光1-1-1 新日本製鐵株式會社第
3技術研究所内

㉓発 明 者 今 野 豊 彦 北九州市八幡東区枝光1-1-1 新日本製鐵株式會社第
3技術研究所内

㉔出 願 人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号

㉕代 理 人 弁理士 大関 和 夫

㉖審 査 官 亀 松 宏

1

2

⑳特許請求の範囲

1 重量%で、Si: 1.5~4.5%、Al \leq 0.030%、N \leq 0.0095%、S \leq 0.007%、残部Feおよび不可避免の不純物からなる珪素鋼スラブを、スラブ中のAlとNが完全に溶体化しない温度域に加熱して熱間圧延し、1回または2回以上の冷間圧延工程により最終板厚とし、次いで湿水素中で脱炭焼鈍し、焼鈍分離剤を塗布し、さらに、二次再結晶と鈍化を目的とした仕上焼鈍を行う一方向性珪素鋼板の製造方法であつて、二次再結晶開始前の鋼板中に窒化処理により、(Si、Al) Nを存在させ、該析出物によつて二次再結晶させることを特徴とする磁束密度の高い一方向性珪素鋼板の製造方法。

2 鋼板への窒化処理が、焼鈍分離剤中に窒化能のある化合物を添加し、鋼板表面に塗布し、仕上焼鈍を行うものである特許請求の範囲第1項記載の方法。

3 鋼板への窒化処理が、脱炭焼鈍終了後の鋼板を、窒化能のある雰囲気中で加熱処理するものである特許請求の範囲第1項記載の方法。

発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は一方向性電磁鋼板製造方法に係るもので、とくに基本冶金現象として利用するところの二次再結晶の発現に対して有効な析出物(一般にインヒビターと呼ばれる)として、従来全く知られていなかった新たな種類の析出物を利用する磁束密度の高い一方向性珪素鋼板の製造方法に関するものである。

(従来の技術)

一方向性電磁鋼板は鋼板面が{110}面で、圧延方向が<100>軸を有するいわゆるゴス方位(ミラー指数で{110}<001>方位と表わす)を持つ結晶粒から構成されており、軟磁性材料として変圧器、および発電機用の鉄心に使用される。この鋼板は磁気特性として磁化特性と鉄損特性が良好でなければならない。磁化特性の良否は、かけられた一定の磁場力で鉄心内に誘起される磁束密度の大小で決まり、その磁束密度の大きさは鋼板結晶粒の方位を{110}<001>に高度に揃えることによつて達成出来る。鉄損は鉄心に所定の交流磁場を与えた場合に熱エネルギーとして消費され

る電力損失であり、その良否に対し磁束密度、板厚、不純物量、比抵抗、結晶粒大きさ等、が影響する。特に、磁束密度の大きい鋼板は電気機器を小さく出来、また鉄損も少なくなるので望ましい。

ところで一方向性電磁鋼板は熱間圧延と冷間圧延と焼鈍との適切な組合せにより最終板厚になった鋼板を仕上高温焼鈍することにより、 $\{110\}<001>$ 方位を有する一次再結晶粒が選択成長する。いわゆる二次再結晶によつて得られる。二次再結晶は二次再結晶前の鋼板中に微細な析出物、例えばMnS、AlN、MnSe等、が存在すること、あるいはSn、Sb、P、等の粒界存在型の元素が存在すること、によつて達成される。これら析出物、粒界存在型の元素はメイ アンド ターンブル (J.E May and D.Turnbull) (トランスアクションズ・メタラジカル・ソサイエティ・エーアイエムイー Trans.Met.Soc.AIME212 (1958) p769/781) によつて説明されているように、仕上高温焼鈍中の $\{110\}<001>$ 方位以外の一次再結晶粒の成長を抑え、 $\{110\}<001>$ 方位粒を選択的に成長させる機能を持つ。このような粒成長の抑制作用を、一般的にはインヒビター効果と呼んでいる。したがつて当該分野の研究開発の重点課題は、いかなる種類の析出物あるいは粒界存在型の元素を用いて二次再結晶を安定させるか、そして正確な $\{110\}<001>$ 方位粒の存在割合を高めるためにそれらの適切な存在状態をいかに達成するかにある。析出物の種類として、エム・エフ・リットマン (M.F.Littmann) は特公昭30-3651号公報に、メイ アンド ターンブルはトランスアクションズ・メタラジカル ソサイエティ エーアイエムイー 212 (1958) p769/781にMnSを、田中、坂倉は特公昭33-4710号公報にAlNを、フィードラーはトランスアクションズ メタラジカル ソサイエティ エーアイエムイー 221 (1961) p1201/1205にVNを、今中らは特公昭51-13469号公報にMnSeを、ファストはフィリップ リサーチ レポート (1956) 11.p490にSi₃N₄を述べており、その他TiS、CrS、CrC、NbC、SiO₂等も公表されている。又、粒界存在型の元素として、日本金属学会誌27 (1963) p186、(斎藤達雄) にAs、Sn、Sb等が述べられているが、工業生産においては、これら元素単独で使用され

る例は無く、いずれも析出物と共存させて、その補助的效果を狙つて使用される。したがつて、一方向性電磁鋼板の製造に当つて、いかなる種類の析出物を利用するかが、高度に $\{110\}<001>$ 方位に揃え、かつ工業的に安定生産を可能にするこの鍵となる。

二次再結晶に効果のある析出物の選択基準は必ずしも明らかにされていないが、その代表的見解が松岡により鉄と鋼53 (1967) p1007/1023に述べられている。要約すると、

- (1) 大きさは0.1 μ 程度
 - (2) 必要容積は0.1vol%以上
 - (3) 二次再結晶温度範囲 (900~1000°C) で完全に溶けてしまつても、全く溶けなくても不可であり、ある適当な程度固溶すること、
- であり、上記各種析出物は、これら条件に当てはまる。

上記要約からも明らかなように高磁束密度 ($\{110\}<001>$ 方位の高集積度) を得るためには、析出物を微細で均一、かつ多量に仕上高温焼鈍前の鋼板中に存在させる事が必要である。このために、今までにも多くの技術が開示され、その中で素材成分、および熱処理条件が制御されて来た。さらに、高磁束密度材を得るためには、析出物の制御と同時に、その析出物の特性に合致すべく圧延、熱処理の適切な組合せにより二次再結晶前の一次再結晶組織の性状を制御する事が重要である。

(発明が解決しようとする問題点)

現在、工業生産されている代表的な一方向性電磁鋼板製造法として3種類あるが、各々について大きな問題がある。

第1の技術はエム・エフ・リットマンによる特公昭30-3651号公報に示されたMnSを用いた二回冷延工程であり、第2の技術は田口、坂倉による特公昭40-15644号公報に示されたAlN+MnSを用いた最終冷延工程を80%以上の強冷延率とする工程であり、第3の技術は今中等による特公昭51-13469号公報に示されたMnS (または、およびMnSe)+Sbを用いた二回冷延工程である。上記技術はいずれもが、析出物を微細、均一に制御する手段として熱間圧延に先立つスラブ加熱温度を第1の技術では1260°C以上、第2の技術では特開昭48-51852号公報に示すように素材Si量によ

るが3%Siの場合で1350°C、第3の技術では特開昭51-20716号公報に示されるように1230°C以上、高磁束密度の得られる実施例では1320°Cといった極めて高い温度にすることによつて粗大に存在する析出物を一旦固溶し、その後の熱間圧延中、あるいは熱処理中に微細に析出させている。スラブ加熱温度を上げることはスラブ加熱時の使用エネルギーの増大、ノロの発生による歩留低下および補修費の増大、さらには特公昭57-41526号公報に示されるように二次再結晶不良が発生するために連続鋳造スラブが使用出来ず、さらに特公昭59-7768号公報に示すように製品板厚を薄くすると、この二次再結晶不良は一層増大する等の問題があつた。さらに、第1の技術は高磁束密度が得られ難く、 B_{10} が1.86Tesla(テスラ)程度であること、第2の技術は工業生産に際して、その製造条件の適切範囲が狭く、最高磁性の製品の安定生産に欠けること、第3の技術は二回冷間圧延法であること、Sb、Seのような有害でかつ高価な元素を使用することから製造コストが高くなること、等の問題がある。しかし、上記問題点に合せて、より本質的で重要な問題点として、一定容積以上の析出物を均一に存在せしめる事が不可能であり、より高磁束密度材を得ることに限界がある。すなわち、スラブ加熱時に固溶出来る範囲でしかその析出物の構成元素を含有させる事が出来ず高磁束密度材を得るために多くの析出物を確保する事には限界がある。

本発明は高価な元素添加を必要とせず、又スラブ加熱時に高温度で一旦固溶する必要がなく、しかも微細に多量の数を確保し易い特徴を持つ、今までに全く知られていなかった特殊な構造を持つ析出物を開示するものである。この析出を適切に利用することにより、従来より一段と高い磁束密度材を低コストで製造する事が可能である。

(問題点を解決するための手段)

本発明者等は二次再結晶を発現させるインヒビター機能を持つ析出物として(Si、Al)Nを見出した。

この析出物の特徴は以下のとおりである。

- (1) 析出物の構成元素の大部分は、鋼中に多量に存在するSi、Mnそして、僅かな量だけ添加したAlであるため、特に析出物の形成のために高価な元素を添加することがなく、安価にかつ

多量に存在せしめる事が容易である。

- (2) 析出物の固溶温度が高く、仕上高温焼鈍のかなり高い温度まで形態変化が無い場合、安定した二次再結晶の発現に寄与出来、併せてより{110}<001>方位に近い粒が成長することになり磁束密度が高くなる。
- (3) この析出物の形成方法は非常に簡易である。すなわち鋼中に微量の固溶Alを存在させた状態の製造工程の途中段階で、鋼板外部から窒化処理をすることによつて、容易に析出量を調整出来る。

以下に本発明の実施態様を例にして、(Si、Al)Nの効果を説明する。

- C : 0.052%、Si : 3.28%、Mn : 0.16%、S : 0.005%、P : 0.025%、酸可溶性Al : 0.028%、T.N : 0.0076%を含有するスラブを、(A)1150°Cと(B)1380°Cで加熱後に1.9mmまで熱間圧延し、1120°C×2'の焼鈍後に0.20mmに冷間圧延し、湿水素中で830°C×3minの脱炭焼鈍を行い、MgO100重量部中に5重量部のMnNを含有する焼鈍分離剤を塗布後、10%N₂+90%H₂中で10°C/hrの昇温速度で1200°Cに加熱し、100%H₂中で20hr焼鈍した。

この製品の磁性は

- (A) $B_{10} = 1.95\text{Tesla}$ 、 $W_{17/50} = 0.75\text{w/kg}$
- (B) $B_{10} = 1.87\text{Tesla}$ 、 $W_{17/50} = 1.12\text{w/kg}$

であつた。なお、ここで焼鈍分離剤中にMnNを添加しているが、これは本発明者等の一部が特願昭59-215827号で示したように、鋼板を略600°C~900°C範囲で窒化することを目的としている。上例のように二次再結晶前に窒化処理した場合の磁束密度は、スラブ加熱段階でAlNの溶体化をさせない(A)条件で高く、完全に溶体化を狙った(B)条件の場合には低い。この結果は、従来の常識とは全く異なつてゐる。すなわち、従来の技術の項で述べたようにスラブ加熱は高温にすることによつて析出物を完全に溶体化する事が必須であるとされてゐた。これに対し、二次再結晶前の鋼板に窒化処理を施した場合には、スラブ加熱段階でAlNを完全に溶体化しない条件で極めて高い磁束密度の得られることを本発明者等は見出した。

一方、AlNを溶体化した(B)の場合は窒化処理を加えても $B_{10} = 1.87\text{Tesla}$ 程度の並の値しか得られない。スラブ加熱段階でAlNの溶体化を必須とし

ている従来技術に、二次再結晶前の鋼板に窒化処理を施した場合は、特公昭46-937号公報の場合にトルク値で約 $16 \times 10^6 \text{erg/cc}$ (B_{10} では 1.80 Tesla 程度に相当) しか得られず、むしろ特公昭54-19850号公報に示すように窒化を抑制する事が必要であるとされていた。

スラブ加熱段階での不完全溶体化と窒化処理で極めて高い磁束密度の得られた理由は、本発明の場合に、従来全く知られていなかった析出物、すなわち Si と Al が相互に固溶した窒化物 (Si, Al) N が、微細かつ、多数、窒化処理によつて得られたためである。

これを次に説明する。上記(A)と(B)について、仕上高温焼鈍の途中850℃の段階で試料を引出し、調査した。化学分析によれば total N 量として(A)の場合 148ppm、(B)の場合 145ppm であり、ほぼ同じであつた。この鋼板について電顕観察を行った。(B)の場合は、従来から知られているように(例えば特公昭46-937号公報参照) 大部分が AlN であり、その結晶構造は六方晶 ($a = 3.11 \text{\AA}$ 、 $c = 4.98 \text{\AA}$) であつた。(A)の場合は、極めて特徴的な構造を持つ析出物であり、AlN、 Si_3N_4 は殆んど存在していない。第1図aおよびbにその析出形態と分析電顕EDXによる分析結果を示す。この析出物は Si と Al を含むことが分る。さらに第2図に示す分析電子顕微鏡による電子線エネルギー損失分光法 (EELS) および第1図UTW-EDXによる分析で窒素が検出されることから窒化物であることが確認される。この析出物の電子回折パターンおよびその指数を第3図aおよびbに示す。このパターンは既知の Al あるいは Si の窒化物としては解析出来ない。すなわち、もしこの析出物が既知の AlN 構造をもつならば、第3図aの電子回折パターン中の強い回折斑点 (指数 $3\bar{3}0$ 、

$2\bar{1}0$ 、110、030、 $2\bar{4}0$ 、 $1\bar{2}0$ など) の場所のみが強く光り、その間に存在する弱い斑点の場所には回折斑点は現われないはずである。また、第3図aの回折パターンは既知の Si 窒化物 $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ および $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ のいずれにも合致しない。したがつて、この析出物は、既知の Al 窒化物 AlN、あるいは Si 窒化物 $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ および $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ のいずれでもない、新しい窒化物相であることは明らかである。

以上説明したように、本発明条件下で見い出された析出物は Si と Al が相互に固溶した窒化物 (Si, Al) N であり、Si と Al は約 1 : 2 から 2 : 1 までの重量比の範囲にある。なお、(Si, Al) N の中に極く微量の Mn を含む場合もあるが、基本構造は (Si, Al) N である。

本発明者等が全く新規に見出した知見は、素材スラブ中に若干の Al と N を含有させ、その後のスラブ加熱段階で Al と N を完全に溶体化させない場合にはその後の窒化処理によつて、従来知られていた Si_3N_4 や AlN では無く、(Si, Al) N 析出物であり、この析出物を利用すると、極めて高い磁束密度の製品を安定して得られる事である。

C : 0.050%、Si : 3.35%、Mn : 0.13%、P : 0.020%、S : 0.005% を含み、さらに Al : 0.030%、N : 0.0070% と、Al : 0.020%、N : 0.0060% と、Al : 0.027%、N : 0.0065% とをそれぞれ含む3種類のスラブを 1050~1420℃ の間で加熱し、1.9mm の熱延板とし、1120℃ × 2' の焼鈍後、0.20mm に冷間圧延し、湿水素中で 850 × 90° だけ脱炭焼鈍し、MgO に 5 重量% のフェロ窒化マンガン を添加した焼鈍分離剤を塗布後に 1200℃ × 20hr の仕上高温焼鈍を行った。この時の磁性を第1表に示す。

第 1 表

スラブ加熱			1100℃		1150℃		1200℃		1250℃	
	磁性		B_0 (T)	$W_{1.7/50}$ (W/kg)	B_0 (T)	$W_{1.7/50}$ (W/kg)	B_0 (T)	$W_{1.7/50}$ (W/kg)	B_0 (T)	$W_{1.7/50}$ (W/kg)
	Al	N								
1	0.030%	0.0070%	1.98	0.72	1.98	0.73	1.96	0.75	1.94	0.83
2	0.020%	0.0060%	1.93	0.79	1.93	0.79	1.92	0.80	1.92	0.87
3	0.027%	0.0065%	1.94	0.76	1.93	0.78	1.93	0.79	1.92	0.86

	スラブ加熱		1350℃		1420℃		溶体化温度 (℃)
	磁性		B_s (T)	$W_{1.7/50}$ (W/kg)	B_s (T)	$W_{1.7/50}$ (W/kg)	
	成 分						
	Al	N					
1	0.030%	0.0070%	1.89	1.07	1.86	1.19	1310
2	0.020%	0.0060%	1.86	1.17	1.86	1.21	1230
3	0.027%	0.0065%	1.87	1.11	1.87	1.13	1280

第1表には併せて各素材の完全溶体化温度を示した。完全溶体化温度以上の高温でスラブ加熱した熱延板では B_0 が1.86~1.89Teslaにはぼ一定している。これに対し、完全溶体化温度以下の低温でスラブ加熱した熱延板では B_0 が1.92~1.98Teslaの高い値となつている。この場合、仕上高温焼鈍の昇熱中850℃時点で引出した鋼板中に(Si、Al)N析出物が多数存在していた。何故AINの不完全溶体化の時に(Si、Al)Nが析出するのか明確ではないが、おそらく完全溶体化の場合には固溶Alが均一に多量に存在するためにAlの必要拡散距離が短かく、侵入Nに容易に集まつてAINとなるのに対し、不完全溶体化の場合にはAlの必要拡散距離が長くなるため、AINになるにはAlが不足して代りに鋼中に多量に存在するSiを含むことになると考えられる。

本発明の実施形態を以下に述べる。まず素材成分であるが、本発明が二次再結晶に必要な析出物として(Si、Al)Nを使うことから、Si、Alの含有が必須である。Siが1.5%未満では仕上高温焼鈍時に $\alpha + \gamma$ の2相になり、二次再結晶方位が揃

わないので1.5%以上とする。また4.5%を超える
と冷間圧延時の割れが激しくなるので4.5%以下とする。Al量は少くなり過ぎるとスラブ加熱時のAIN溶体化温度が下り、熱延時の温度が過度に低くなり、熱延板形状が不良になる。AINの溶体化温度は鋼中に含まれるAlとNの積で決まり、例えばジャーナル オブ マグネチズム アンド マグネチック マテリアルズ (Journal of Magnetism and Magnetic Materials) 19 (1980) p15~17に

$$\log [Al\%] [N\%] = -10062/T + 2.72$$

T: AINの溶体化温度(K)

と示されている。本発明ではスラブ加熱時にAINを完全溶体化せずに一部のAINを溶かすことを必要条件としているので所望の熱延温度に合せて、上式からAlとN量を決めれば良い。一般に熱延温度は低すぎると鋼板形状の確保が難しく、下限は1000℃程度である。又高すぎるとスラブ表面の酸化溶融が進みノロが発生するので、ノロの発生しない1270℃以下が望ましい。このようにスラブ加熱温度として、1000~1270℃範囲が適切である

ので、この範囲で完全溶体化しないAlとNが決まる。さらにNについて言えば、約0.0095%を超えるとブリスターと呼ばれる鋼板フクレを生じるので、これ以下とし、その条件下でAlを決める事が望ましい。Si、Al以外の成分については、特に規定する必要は無い。ただし、酸化物系介在物、あるいは硫化物系介在物が熱延中に析出してくると、固溶Alが、その周囲に析出してしまい、後工程でN化により(Si、Al)Nを形成させるに必要なAlが消費されてしまうことになるので上記介在物は出来るだけ少なくする事が重要である。酸化物系介在物については、現行精錬技術では今迄以上に下る事はかなり困難な状況にある。硫化物系介在物について、現行精錬技術でSを下げる事は可能であり $S \leq 0.007\%$ になると大きな問題はなくなる。上述した成分を含有する溶鋼は転炉、電気炉、平炉など全ての精錬法によるものが適用出来る。スラブの鑄造法としては、本発明では線状二次再結晶不良が全く発生しないことから、特に線状二次再結晶不良の発生し易い連続鑄造法によりスラブとするのが効果的である。熱延板は短時間の連続型の焼鈍をする必要がある。その温度は900~1150℃範囲が望ましい。この範囲であれば温度が高いほど磁束密度は高くなる。次にこの焼鈍板は冷間圧延される。必要に応じて中間焼鈍をはさんで複数回の冷間圧延をする事も可能であるが、一回冷間圧延でも充分高 B_{10} となる。最終冷延率が高いほど高 B_{10} となり、87%を超えれば B_{10} で1.92Tesla以上を容易に得ることが出来る。製品板厚であるが、従来技術では0.28mm未満の薄手になると線状二次再結晶不良の発生が問題であつたが、本発明では薄手になつても、全く二次再結晶不良の発生は無い。従つて、薄手製品に本発明を適用する事で一段と本発明の意義は高くなる。次に製品厚になつた冷延板は湿水素雰囲気中で短時間の脱炭焼鈍し、焼鈍分離剤を塗布し、高温長時間の仕上高温焼鈍を行う。本発明では脱炭焼鈍後の鋼板を窒化能のある雰囲気中で短時間焼鈍する方法、あるいは仕上高温焼鈍の昇熱段階で窒化する事が必要である。特に後者は鋼板を積層状態で焼鈍することから、雰囲気による窒化は均一に出来ないので焼鈍分離剤中に窒化能のある化合物を添加する方法で鋼板中に(Si、Al)N析出物を形成させる必要が適当である。

実施例 1

C : 0.053%、Si : 3.35%、Mn : 0.14%、P : 0.030%、S : 0.006%、Al : 0.032%、N : 0.0073%を含む鋼からなる連続鑄造スラブを(A)1150℃、(B)1410℃で加熱後に1.8mmの熱延板とし、1120℃×2'の焼鈍後に、一回の冷間圧延で0.20mmとし、850℃×70'間だけ湿水素中で脱炭焼鈍し、MgO中に5重量%のフェロ窒化マンガンを添加した焼鈍分離剤を塗布し、10℃/hrの昇熱速度で1200℃に加熱し20hr焼鈍した。この時の磁性は下記表のとおりであり、スラブ加熱温度の低い(A)の場合に、極めて良好な磁性が得られた。

	B_{10} (T)	$W_{17/50}$ (W/kg)
(A)	1.96	0.73
(B)	1.89	1.11

実施例 2

実施例1の脱炭焼鈍板について5% NH_3 を含む窒素中で650℃×3'の加熱後に、焼鈍分離剤としてMgOを塗布し、実施例1と同一仕上高温焼鈍を行つた。この時の磁性は下記表のとおりでありスラブ加熱温度の低い(A)の場合に良好な磁性が得られた。

	B_{10} (T)	$W_{17/50}$ (W/kg)
(A)	1.93	0.82
(B)	1.88	1.16

実施例 3

C : 0.049%、Si : 3.60%、Mn : 0.18%、P : 0.003%、S : 0.003%、Al : 0.026%、N : 0.0060%を含む連続鑄造スラブを(A)1050℃、(B)1410℃で加熱後に2.3mmの熱延板とし、1120℃×2'の焼鈍後に、一回の冷間圧延で0.23mmとし、850℃×90'間だけ湿水素中で脱炭焼鈍し、MgO中に5重量%のフェロ窒化マンガンを添加した焼鈍分離剤を塗布し、10℃/hrの昇熱速度で1200℃に加熱し、20hr焼鈍した。この時の磁性は下記表のとおりであり、スラブ加熱温度の低い(A)の場合に、極めて良好な磁性が得られた。

13

	B ₂ O (T)	W _{17/50} (W/kg)
(A)	1.95	0.83
(B)	1.88	1.18

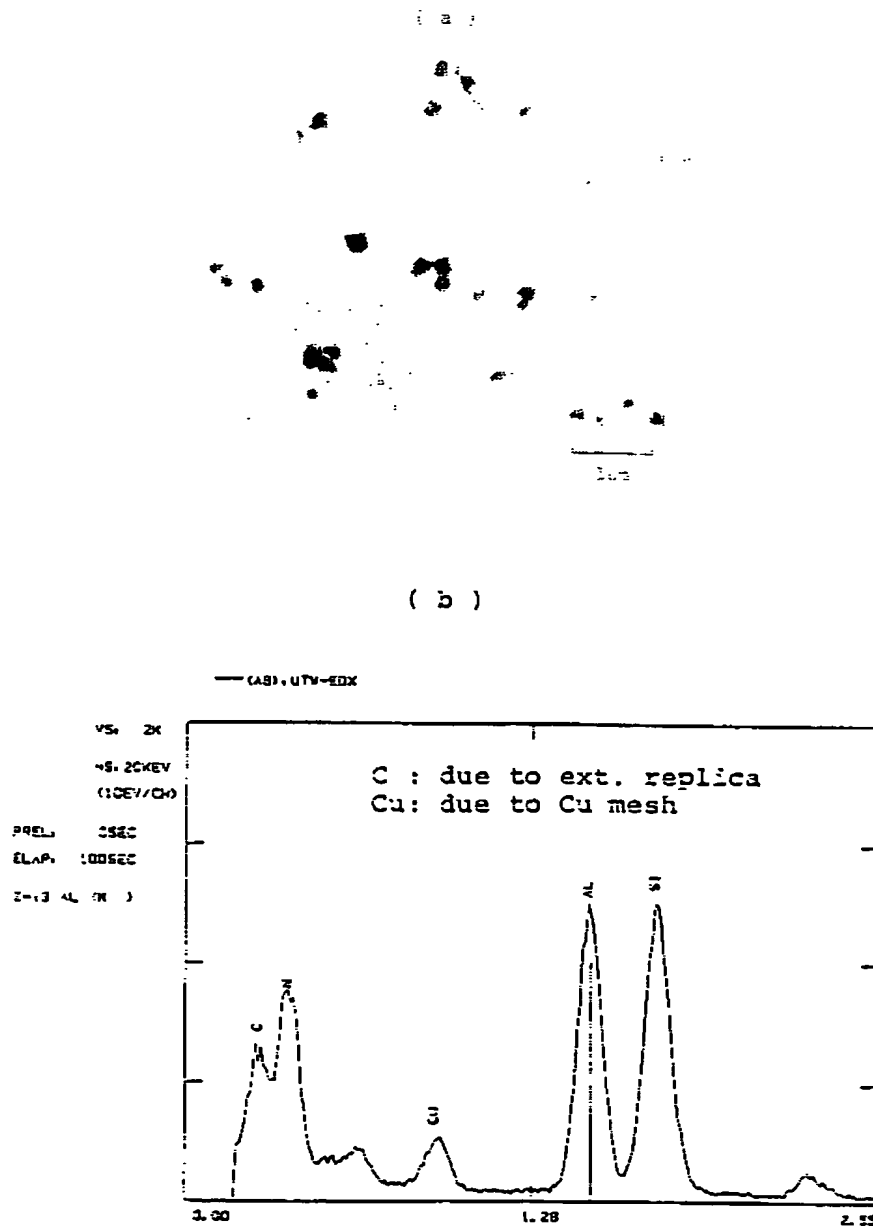
図面の簡単な説明

第1図aは本発明における析出物 (Al、Si) N

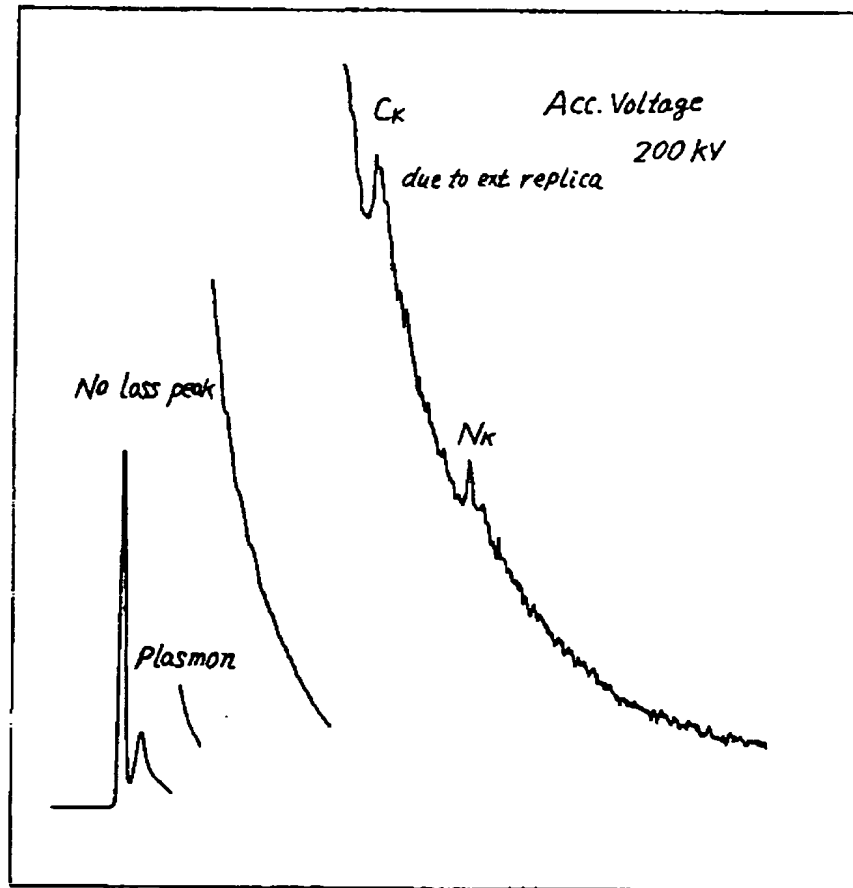
14

の結晶構造を示す顕微鏡写真、第1図bは同じく分析電子顕微鏡 (UTW-EDX) による分析結果を示す図、第2図は (Al、Si) Nの分析電子顕微鏡による分析結果を示す図、第3図aは本発明における析出物 (Al、Si) Nの結晶構造を示す電子回折写真、第3図bはその指数付けを示す図である。

第1図



第2図



第3図

(b)

(a)



A= 5.4200 ALPHA= 00.000
B= 5.4200 BETA= 00.000
C= 4.0000 GAMMA= 120.000

$$\begin{pmatrix} 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$$

$$\begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$$

2= (CAMERA-LENGTH) = 40.025 = 2.0

420 410
330 320 310 300 310
210 220 230 210 200 210 220
140 130 120 110 100 110 120 130
030 020 010 010 020 030
150 120 110 100 110 120 130 140
220 210 200 210 220 230 240
310 300 310 320 330
110 120